

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-104149

(43)Date of publication of application : 11.04.2000

(51)Int.Cl.

C22F 1/04  
B22D 11/00  
C22C 21/00  
// C22F 1/00

(21)Application number : 10-274555

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD  
SKY ALUM CO LTD  
SUMITOMO LIGHT METAL IND LTD  
NIPPON LIGHT METAL CO LTD  
FURUKAWA ELECTRIC CO LTD:THE  
MITSUBISHI ALUM CO LTD

(22)Date of filing : 29.09.1998

(72)Inventor : SUZUKI YOSHIKAZU  
MURAMATSU TOSHIKI**(54) PRODUCTION OF ALUMINUM-MANGANESE ALLOY ROLLING STOCK HAVING FINE RECRYSTALLIZED GRAIN STRUCTURE****(57)Abstract:**

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To obtain an alloy plate that surface roughness in the bent part is prevented, and a balance of strength and ductility is excellent by subjecting an Al-Mn alloy to casting in such a manner that the content of Mn solid solution is made to be the specified one, executing homogenizing precipitating treatment in such a manner that the Mn solid solution content is made to be the specified one, and the quantity of intermetallic compds. of specified size is made to be the one below the specified quantity and thereafter executing cold rolling, heating and recrystallization annealing.

**SOLUTION:** An Al-Mn alloy contg. 1 to 2.6% Mn, and in which, as to impurities, the content of Fe is controlled to <0.5%, and that of Si to <0.4% is cast in such a manner that the Mn solid solution content exceeds 60% of the amt. of Mn to be added, next, homogenizing precipitating treatment is executed in such a manner that the Mn solid solution content is controlled to <0.4%, and the number of intermetallic compds. in which the diameter equivalent to a circle exceeds 6  $\mu$ m is controlled to <1 pieces/mm<sup>2</sup>, it is subjected to cold rolling at 88 to 99.8% rolling ratio, and recrystallization annealing is executed in such a manner that it is heated at 300 to 400° C at a temp. rising rate of  $\geq 5^\circ$  C/sec, is held for 0 to 180 sec and is cooled at a cooling rate of  $\geq 10^\circ$  C/sec to obtain an Al-Mn alloy rolling stock having a fine recrystallized structure of  $\leq 7 \mu$ m average crystal grain size.

**LEGAL STATUS**

[Date of request for examination]

10.05.2005

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-104149

(P2000-104149A)

(43) 公開日 平成12年4月11日 (2000.4.11)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テマコード (参考)
C 2 2 F 1/04		C 2 2 F 1/04	B
B 2 2 D 11/00		B 2 2 D 11/00	D
C 2 2 C 21/00		C 2 2 C 21/00	L
// C 2 2 F 1/00	6 0 1	C 2 2 F 1/00	6 0 1
	6 0 4		6 0 4

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 9 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願平10-274555

(22) 出願日 平成10年9月29日 (1998.9.29)

(71) 出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

(71) 出願人 000107538

スカイアルミニウム株式会社

東京都墨田区錦糸一丁目2番1号

(71) 出願人 000002277

住友軽金属工業株式会社

東京都港区新橋5丁目11番3号

(74) 代理人 100071663

弁理士 福田 保夫 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 微細な再結晶粒組織を有するAl-Mn系合金圧延材の製造方法

## (57) 【要約】

【課題】 成形品コーナー部や曲げ部での肌荒れを防止すると同時に、強度と延性のバランスに優れた微細な再結晶粒組織を有するAl-Mn系合金板を安定的に得る。

【解決手段】 Mn1.0 ~ 2.6 %等を含む合金を、铸造後のMn固溶量がMn添加量の60%を越えるように铸造し、ついでMn固溶量が0.4 %未満となり、かつ円相当径6 μmを越える大きさの金属間化合物が1個/1mm<sup>2</sup> 未満となるように均質化析出処理を施した後、圧下率88~99.8%の冷間圧延を施し、ついで昇温速度5 °C/秒以上で300 ~ 400 °Cまで加熱して0 ~ 180 秒保持し冷却速度10°C/秒以上で冷却する再結晶焼鈍を施す。铸造は凝固時冷却速度100 ~ 800 °C/秒で板状に連続的に铸造する事が、冷間圧延は-196 ~ -20°Cで圧延する事が好ましい。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 Mn1.0～2.6%（重量%で、以下一部例外を除き同じ）を含み、不純物としてFe0.5%未満およびSi0.4%未満に規制したAl-Mn系合金を、鑄造後のMn固溶量がMn添加量の60%（これだけ例外、重量%ではない）を越えるように制御して鑄造し、ついでMn固溶量が0.4%未満となり、かつ組織中の円相当径6 $\mu$ mを越える大きさの金属間化合物が1個/1mm<sup>2</sup>未満となるよう制御して均質化析出処理を施した後、圧下率88～99.8%の冷間圧延を施し、ついで昇温速度5℃/秒以上で300～400℃まで加熱して0～180秒保持し冷却速度10℃/秒以上で冷却する再結晶焼鈍を施すことを特徴とする、平均結晶粒径7 $\mu$ m以下の微細な再結晶粒組織を有するAl-Mn系合金圧延材の製造方法。

【請求項2】 Mn1.0～2.6%およびCu0.05～0.2%を含み、不純物としてFe0.5%未満およびSi0.4%未満に規制したAl-Mn系合金を、鑄造後のMn固溶量がMn添加量の60%を越えるように制御して鑄造し、ついでMn固溶量が0.4%未満となり、かつ組織中の円相当径6 $\mu$ mを越える大きさの金属間化合物が1個/1mm<sup>2</sup>未満となるよう制御して均質化析出処理を施した後、圧下率88～99.8%の冷間圧延を施し、ついで昇温速度5℃/秒以上で300～400℃まで加熱して0～180秒保持し冷却速度10℃/秒以上で冷却する再結晶焼鈍を施すことを特徴とする、平均結晶粒径7 $\mu$ m以下の微細な再結晶粒組織を有するAl-Mn系合金圧延材の製造方法。

【請求項3】 凝固時冷却速度100～800℃/秒で板状に連続的に鑄造し、520～610℃にて2～15時間保持する条件で均質化析出処理を施すことを特徴とする請求項1または2に記載の微細な再結晶粒組織を有するAl-Mn系合金圧延材の製造方法

【請求項4】 冷間圧延時に材料を冷却し、-196～-20℃で圧延加工を施すことを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載の微細な再結晶粒組織を有するAl-Mn系合金圧延材の製造方法

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は微細な再結晶粒組織を有するAl-Mn系合金圧延材の製造方法に関するものであり、該圧延材は成形素材として強度と延性のバランスに優れ、曲げ変形の加わる部位での肌荒れが起きにくい、電子機器用ケース素材や電子部品用放熱器素材等として有用なものである。

## 【0002】

【従来の技術】一般的に、Al-Mn系合金は、成形性、溶接性、耐食性に優れるため、広く用いられている。この中で、3003合金に代表されるMgを添加しないタイプのAl-Mn系合金は、Mg添加合金に比し、強度の点では不利となるが、成形性や溶接性において有利である。例えば、電子機器および部品のケースの素材としてAl-Mn系合金

が使用されている場合がある。また、半導体等電子部品の放熱対策として、曲げ成形などによりフィン形状を構成する放熱器の一部でも素材として3003合金等のAl-Mn系合金が用いられる。

【0003】これらの素材の成形時に起る問題として、成形品コーナー部や曲げ部での肌荒れが挙げられる。この肌荒れは、粗大な結晶粒組織に起因するものであり、この改善のために微細な再結晶粒組織を持つAl-Mn系合金板が求められている。同時に、これらの用途に対してAl-Mn系合金が強度と延性のバランスに優れることが要求されている。

## 【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、成形品コーナー部や曲げ部での肌荒れを防止すると同時に、強度と延性のバランスに優れた微細な再結晶粒組織を有するAl-Mn系合金板を安定的に製造することを課題とする。

## 【0005】

【課題を解決する手段】本発明では、合金組成を限定し、Al-Mn固溶量および晶出物サイズの制御を含む製造プロセスおよび条件を採用することにより、微細な再結晶粒組織を実現することを可能としたものである。

【0006】すなわち、請求項1の発明は、Mn1.0～2.6%を含み、不純物としてFe0.5%未満およびSi0.4%未満に規制したAl-Mn系合金を、鑄造後のMn固溶量がMn添加量の60%を越えるように制御して鑄造し、ついでMn固溶量が0.4%未満となり、かつ組織中の円相当径6 $\mu$ mを越える大きさの金属間化合物が1個/1mm<sup>2</sup>未満となるよう制御して均質化析出処理を施した後、圧下率88～99.8%の冷間圧延を施し、ついで昇温速度5℃/秒以上で300～400℃まで加熱して0～180秒保持し冷却速度10℃/秒以上で冷却する再結晶焼鈍を施すことを特徴とする、平均結晶粒径7 $\mu$ m以下の微細な再結晶粒組織を有するAl-Mn系合金圧延材の製造方法であり、請求項2の発明はさらにCu0.05～0.2%を含む。

【0007】また請求項3の発明は、請求項1～2に於いて、凝固時冷却速度100～800℃/秒で板状に連続的に鑄造し、520～610℃にて2～15時間保持する条件で均質化析出処理を施すことを特徴とする発明であり、請求項4の発明は、請求項1～3に於いて、冷間圧延時に材料を冷却し、-196～-20℃で圧延加工を施すことを特徴とする発明である。

## 【0008】

【発明の実施の形態】まず、本発明の合金組成は、Mn1.0～2.6%を含み、あるいはさらにCu0.05～0.2%を含むものであり、不純物元素であるFeおよびSiはそれぞれ0.5%未満および0.4%未満に限定される。本発明における合金成分の意義および限定理由について説明すると、Mnは、Al-Mn系合金組織中の主な金属間化合物分散粒子Al<sub>6</sub>Mnを構成する添加元素で、この金属間化合物分散粒子の分布および固溶Mn量を制御することにより、微

細な再結晶粒組織を得るための重要な元素である。Mnが1.0%未満であると、強度が減じることと焼鈍時に再結晶粒径の粗大化が生じやすくなるため不適切であり、2.6%を超えると圧延前の鍛造時に粗大な晶出物を生じるため不適切である。

【0009】Cuは、強度向上に寄与する添加元素であり、0.05~0.2%を添加することができる。0.05%未満であると強度向上の効果がなく、0.2%を越えて添加すると粗大な晶出物が生じやすくなるため不適切である。

【0010】FeおよびSiはアルミニウム合金にとって不可欠の不純物元素であるが、各々0.5%未満および0.4%未満に限定する。この範囲より高い含有量では、鍛造時に粗大な晶出物を生じることと、Mnを含む金属間化合物粒子の粗大化を促進するため不適切である。なお、Fe、Siとも0.05%未満に低減することは差支えないが、特段の性質向上効果があるわけではなく、高純度の地金を要するためコストが上昇するので望ましくない。このほか、アルミニウム合金の鍛造の際に一般的に添加されるAl-Ti系あるいはAl-Ti-B系の微細化剤に起因するTi、Bを各々0.1%以下、0.03%以下の範囲で含んでもよい。

【0011】圧延用素材の鍛造は、Mn固溶量がMn添加量の60%を越えるように制御して行うことが必要であり、この後、均質化析出処理した段階でMn固溶量が0.4%未満となるよう調整する。また、均質化析出処理後の材料組織中で円相当径6 $\mu$ mを越える金属間化合物が1個/1mm<sup>2</sup>未満である必要がある。鍛造後の状態で組織中で円相当径6 $\mu$ mを越える金属間化合物が有ると均質化析出処理しても残ってしまうので、請求項では規定しないが鍛造後の状態でも組織中で円相当径6 $\mu$ mを越える金属間化合物が1個/1mm<sup>2</sup>未満である必要がある。

【0012】鍛造後のMn固溶量をMn添加量の60%を越える量とし、その後の均質化析出処理時に0.4%未満となるよう調整することにより、1 $\mu$ m以下のAl、Mn析出粒子が数多く微細均一に分散されることになり、圧延後の再結晶焼鈍時の結晶粒粗大化を抑制することが可能となる。鍛造後のMn固溶量がMn添加量の60%以下であると、粗大な金属間化合物（晶出物）を生じていることになり、また均質化析出処理時に形成される析出物が少なくなるため不適切である。

【0013】また、均質化析出処理加熱後のMn固溶量が0.4%以上であると、最終の再結晶焼鈍時に再結晶が過度に遅滞して、結果的に均一微細な再結晶組織が得られないため不適切である。なお、Mnの固溶量は、概略を図1に示すフェノール抽出法により求めることとする。

【0014】また、均質化析出処理後の状態で円相当径6 $\mu$ m以上の金属間化合物（晶出物）が1個/1mm<sup>2</sup>以上存在すると、圧延加工後の焼鈍時にこの周囲で優先的に新たな再結晶粒が生じ、結果的に部分的に粗大な結晶粒組織となるので適当でない。ここで、組織中で円相当

径6 $\mu$ m以上の金属間化合物の個数は、光学顕微鏡と画像解析装置を組合わせた観察装置により容易に捉えることができ、具体的には5mm<sup>2</sup>以上の観察面積で測定する。なお、「円相当径」とは、形状を同じ面積の円に換算した場合の直径である。なお、均質化鍛造後組織中で円相当径0.5 $\mu$ m以上の晶出物の総個数に対して、円相当径2 $\mu$ m以下の晶出物粒子の個数が90%を超えることがより望ましい。

【0015】具体的な鍛造および均質化析出処理の条件として、凝固時冷却速度100~800°C/秒で板状に連続的に鍛造し、520~610°Cにて2~15時間保持する条件で均質化析出処理を施すことが挙げられる。鍛造時の冷却速度が100°C/秒未満では粗大な晶出物が形成され規定のMn固溶量とならないため不適切であり、800°C/秒以上では実質的に鍛造が困難である。なお、鍛造方法としては、双ロール式連続鍛やブロックキャスターが適当である。

【0016】均質化析出処理の温度は520°Cより低い温度だとMnの析出が不十分であり、610°Cを越えると、金属間化合物粒子の粗大化が起るため不適切である。均質化析出処理の処理時間が2時間未満だと、十分に析出が進まず、また材料中の組織状態が十分に均一にならず、15時間以上であると金属間化合物粒子の粗大化が起る場合があり、また製造効率も劣る。

【0017】均質化析出処理後、圧下率88~99.8%の冷間圧延を加える。88%より低い圧下率であると、加工歪の蓄積が不十分であるため再結晶核発生が均一に起らず、再結晶組織が微細とならない。99.8%を越える圧下率では圧延が困難となり健全な圧延板が得られない。再結晶粒微細化のためには圧下率95%以上がより好ましい。

【0018】冷間圧延は、通常の室温で行っても差支えないが、材料を冷却し、-196~-20°Cで圧延加工を施すことが、より望ましい。これは加工発熱による材温上昇を抑えて回復を抑制することにより、加工歪の蓄積を可能とすることで、再結晶核粒の微細化が可能となるからである。そのための具体的な方法は、圧延素材を液体窒素で冷却することなどで達成できる。-196°Cが液体窒素温度で、この方法で到達できる下限温度である。圧延出側で測定した材料温度が-20°C以上になると、加工歪を蓄積する効果が不十分となる。

【0019】冷間圧延後に、昇温速度5°C/秒以上で300~400°Cまで加熱して0~180秒保持し冷却速度10°C/秒以上で冷却する再結晶焼鈍を行う。ここでは、圧延で導入された加工歪を利用して再結晶を速やかに起すことが必要であり、昇温速度が5°C/秒未満であると回復により再結晶粒微細化の効果が損われる。焼鈍温度300°C未満では再結晶が十分に起らず、400°Cを越えると再結晶粒の粗大化が起る。再結晶焼鈍の保持時間0秒とは所定温度到達後保持を行わないで直ちに冷却することを示

す。焼鈍保持時間が180秒を越えると再結晶粒の粗大化が始まるため不適当である。また、冷却速度が10℃/秒より低いと、冷却中に再結晶粒粗大化が起こるため不適当である。この焼鈍処理は小規模にはソルトバスを用いて行うことができ、大規模な生産においては連続焼鈍ライン(CAL)を用いて行うことができる。なお、最終板の平均結晶粒径の測定は、圧延方向断面の光学顕微鏡観察あるいはSEM観察により、圧延方向と板厚方向の平均結晶粒径をそれぞれ切断法で測定し、両者を平均して求める。

【0020】

【実施例1】以下に実施例にもとづき本発明を更に詳細\*

に説明する。まず、表1に示す合金組成と铸造方法で圧延用の素材(铸片と呼ぶ)の铸造を行った。発明例の铸造方法として双ロール式連続铸造装置を用い、8mm厚の板状铸片を得た。この铸造での凝固時冷却速度は、300℃/秒である。比較法としては、生産規模のDC铸造装置で凝固時冷却速度約10℃/秒で作製した铸塊から8mm厚の試料を切り出したものを铸片として用いた。Mn固溶量、铸造後の(Mn固溶量/Mn添加量)の比率、6μm以上の粒子数を表2に示す。なお、表1～2において、本発明の条件を外れたものには下線を付した。

10

【0021】

【表1】

	铸片 記号	合金組成 wt%						铸造 方法	凝固時 冷却速度 ℃/s
		Mn	Cu	Fe	Si	Ti	B		
発 明 組 成	A	1.22	0.13	0.40	0.25	0.01	0.002	CC	300
	B	1.61	Tr.	0.12	0.09	0.01	0.002	CC	300
	C	2.20	Tr.	0.10	0.10	0.01	0.002	CC	300
比 較 組 成	D	1.25	0.13	0.39	0.25	0.01	0.002	DC	<u>10</u>
	E	1.60	Tr.	0.10	0.10	0.01	0.002	DC	<u>10</u>
	F	2.19	Tr.	0.10	0.10	0.01	0.002	DC	<u>10</u>
	G	<u>0.60</u>	Tr.	0.25	0.15	0.01	0.002	CC	300
	H	1.60	0.30	<u>0.65</u>	<u>0.56</u>	0.01	0.002	CC	300
	I	<u>3.00</u>	Tr.	0.40	0.25	0.01	0.002	CC	300

铸造方法欄のCCは双ロール式連続铸造装置、DCは半連続式連続铸造装置

【0022】これらの板状铸片について、表3、表4に示す条件で、均質化析出処理、冷間圧延、最終焼鈍を施し、各段階での金属組織、最終板の機械的特性を測定した。結果を表5、表6に示す。

【0023】

【表2】

\*【表3】

		铸造後		
	鋳片記号	Mn固溶量 wt%	Mn固溶量 /Mn添加量 %	6 $\mu\text{m}$ 以上の粒子 個/ $\text{mm}^2$
発明組成	A	0.83	68.0	0
	B	1.08	67.1	0
	C	1.37	62.3	0
比較組成	D	0.61	48.8	>10
	E	0.85	53.1	>10
	F	1.19	54.3	>10
	G	0.51	85.0	0
	H	1.02	63.8	2.8
	I	1.57	52.3	3.2

10

20

【0024】

\*

試料番号		鋳片記号	均質化析出処理		均質化析出処理後		冷間圧延		焼鈍			
			温度 ℃	保持時間 h	Mn固溶量 wt%	6 $\mu\text{m}$ 以上の粒子 個/ $\text{mm}^2$	方法	圧下率 %	温度 ℃	昇温速度 ℃/s	保持時間 s	冷却速度 ℃/s
発明例	1	A	550	9	0.26	0	通常冷延	90	340	10	30	15
	2	B	550	9	0.28	0	通常冷延	90	340	10	30	15
	3	C	550	9	0.29	0	通常冷延	90	340	10	30	15
	4	B	600	4	0.32	0	通常冷延	90	340	10	30	15
	5	B	550	9	0.28	0	通常冷延	98.5	340	10	30	15
	6	A	550	9	0.25	0	通常冷延	90	380	10	10	>1000
	7	A	550	9	0.26	0	低温圧延	90	380	10	10	>1000
	8	B	550	9	0.28	0	通常冷延	90	380	10	10	>1000
	9	B	550	9	0.28	0	低温圧延	90	380	10	10	>1000

低温圧延：液体窒素で素材を冷却して繰り返し圧延を行った。最終の材料上がり温度は  
-30℃。

焼鈍：焼鈍条件は以下の方法で変化させた。

発明例1～5：ソルトバス→強制空冷

発明例6～9：ソルトバス→水焼入れ

【0025】

50 【表4】

試料 番号		鑄 片 記 号	均質化析出 処理		均質化析出処理後		冷間圧延		焼鈍			
			温度 ℃	保持 時間 h	固溶 量 wt%	6 μm 以 上の粒子 個/mm <sup>2</sup>	方法	圧下 率 %	温度 ℃	昇温 速度 ℃/s	保持 時間 s	冷却 速度 ℃/s
比 較 例	1	D	550	9	0.2	>10	通常冷延	90	340	10	30	15
	2	E	550	9	0.22	>10	通常冷延	90	340	10	30	15
	3	F	550	9	0.23	>10	通常冷延	90	340	10	30	15
	4	G	550	9	0.18	0	通常冷延	90	340	10	30	15
	5	H	550	9	0.13	3	通常冷延	90	340	10	30	15
	6	I	550	9	0.3	3.2	通常冷延	90	340	10	30	15
	7	B	なし	—	1.08	0	通常冷延	90	340	10	30	15
	8	B	440	1	0.65	0	通常冷延	90	340	10	30	15
	9	B	620	20	0.29	3	通常冷延	90	340	10	30	15
	10	B	550	9	0.28	0	通常冷延	75	340	10	30	15
	11	B	550	9	0.28	0	通常冷延	90	270	10	30	15
	12	B	550	9	0.28	0	通常冷延	90	470	10	30	15
	13	A	550	9	0.26	0	通常冷延	90	340	0.01	600	0.1
	14	B	550	9	0.28	0	通常冷延	90	340	0.01	600	0.1

比較例1～12：ソルトバス→強制空冷

比較例13～14：バッチ炉→炉冷

【0026】

【表5】

40

試料番号		鋳片記号	最終板			
			引張強さ N/mm <sup>2</sup>	耐力 N/mm <sup>2</sup>	伸び %	平均 結晶粒径 μm
発 明 例	1	A	136	82	27	6.4
	2	B	137	91	26	6.1
	3	C	162	119	25	5.8
	4	B	133	88	28	6.3
	5	B	137	105	25	4.4
	6	A	134	81	28	6.7
	7	A	137	89	27	5.9
	8	B	134	88	28	6.4
	9	B	138	97	26	5.4

【0027】

50 【表6】

試料番号	比較例	鋳片記号	最終板			
			引張強さ N/mm <sup>2</sup>	耐力 N/mm <sup>2</sup>	伸び %	平均結晶粒径 μm
	1	D	126	71	19	15.0
	2	E	128	78	18	14.1
	3	F	150	104	18	13.8
	4	G	104	52	32	17.5
	5	H	152	102	16	11.6
	6	I	176	153	17	11.5
	7	B	228	195	6	未再結晶
	8	B	209	184	8	部分再結晶
	9	B	125	63	23	11.2
	10	B	124	60	25	15.2
	11	B	202	178	3	未再結晶
	12	B	117	50	32	15.8
	13	A	113	42	28	32.2
	14	B	118	54	32	28.3

【0028】表6に示すように、最終焼鈍に昇温速度と冷却速度が遅く保持時間の長いバッチ焼鈍法を採用した比較例13、14は、伸びは高いが、強度が低く、粗大な結晶粒しか得られない。最終焼鈍の到達温度が470℃と高い比較例12も、伸びは高いが、強度が低く、結晶粒も大きい。最終焼鈍の到達温度が270℃と低い比較例11は、強度は極端に高いが、伸びが極端に低く、再結晶が起っていない。冷間圧延の圧下率が75%と低い比較例10は、強度がやや低く、結晶粒も大きい。均質化析出処理温度が620℃と高く、保持時間も20時間と長い比較例9は、均質化析出処理後の円相当径6μm以上の金属間化合物粒子の個数が3個有り、最終板の結晶粒が大きい。

【0029】均質化析出処理温度が440℃と低く、保持時間も1時間と短い比較例8は、均質化析出処理後のMn固溶量が0.65%と高く、最終板の強度は極端に高いが、伸びが極端に低く、部分再結晶しかしていない。均質化析出処理を施さない比較例7は、均質化析出処理後のMn固溶量が1.08%と高く、最終板の強度は極端に高いが、伸びが極端に低く、再結晶していない。

【0030】Mnが3%と高い鋳片記号Iを用いた比較例6は、铸造後のMn固溶量がMn添加量に占める比率が低く、円相当径6μm以上の金属間化合物粒子の個数も多い。均質化析出処理後の円相当径6μm以上の金属間化合物粒子の個数も多いまで、最終板の強度は高いが、伸びは低く、結晶粒も大きい。CuとFe、Siが高い鋳片記号Hを用いた比較例5は、均質化析出処理後の円相当径6μm以上の金属間化合物粒子の個数が多く（铸造後の段階ですでに多かった）、強度は高いが、伸びが低く、結晶粒も大きい。

【0031】Mnが0.6%と低い鋳片記号Gを用いた比較例4は、最終板の伸びは良好だが、強度が低く、結晶粒も大きい。合金組成は本発明の範囲内だが铸造の凝固時冷却速度が遅いため、铸造後のMn固溶量がMn添加量に占める比率が低く、円相当径6μm以上の金属間化合物粒子の個数も多い鋳片記号D、E、Fを用いた、比較例1～3は、均質化析出処理後の円相当径6μm以上の金属間化合物粒子の個数が多く、強度は高いが、伸びが低く、結晶粒も大きい。

【0032】一方、すべての条件が、本発明範囲内の発明例1～9では、表5にみられるように、最終板で、4.4～6.7μmの微細な平均結晶粒径が得られ、引張り強さ133～162N/mm<sup>2</sup>、耐力81～119N/mm<sup>2</sup>、伸び25～28%と強度と延性のバランスに優れている。冷間圧延の圧下率が高い発明例5では特に微細な平均結晶粒径が得られている。また他の条件は同じで低温冷延を行った発明例7、9は、通常冷延を行った発明例6、8と比べて強度が高く、微細な平均結晶粒径が得られている。

【0033】

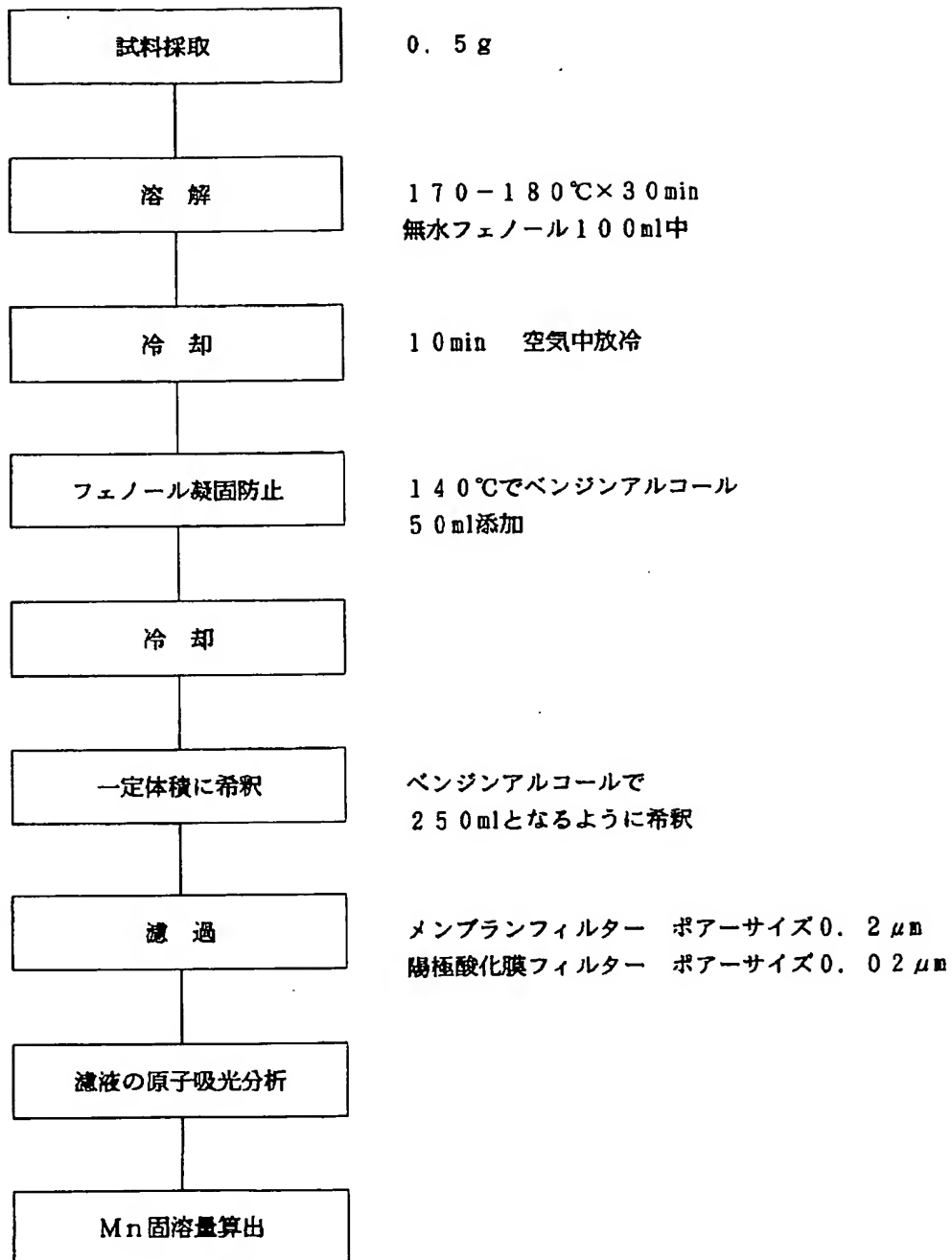
【発明の効果】上記の結果よりわかるように、本発明の製造方法を用いることにより、強度と延性のバランスに優れた、平均結晶粒径7μm以下の微細な結晶粒の材料が得られる。その結果、成形品コーナー部や曲げ部での肌荒れが回避され電子機器および部品のケースや電子部品の放熱器等の成形して用いる用途に最適なAl-Mn系合金が得られる。

【図面の簡単な説明】

【図1】Mnの固溶量を求めるためフェノール抽出法を示す図である。



【図1】



## フロントページの続き

(51)Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	ターマコード (参考)
C 2 2 F 1/00	6 3 0	C 2 2 F 1/00	6 3 0 K
	6 8 1		6 3 0 A
	6 8 2		6 8 1
	6 8 5		6 8 2
	6 8 6		6 8 5 Z
	6 9 1		6 8 6 A
			6 9 1 C
			6 9 1 A
			6 9 1 B
	6 9 2		6 9 2 A
	6 9 4		6 9 4 A
			6 9 4 B
(71)出願人 000004743		(71)出願人 000176707	
日本軽金属株式会社		三菱アルミニウム株式会社	
東京都品川区東品川二丁目2番20号		東京都港区芝2丁目3番3号	
(71)出願人 000005290		(72)発明者 鈴木義和	
古河電気工業株式会社		東京都墨田区錦糸一丁目2番1号 スカイ	
東京都千代田区丸の内2丁目6番1号		アルミニウム株式会社内	
		(72)発明者 村松俊樹	
		東京都墨田区錦糸一丁目2番1号 スカイ	
		アルミニウム株式会社内	